استفاده از مدلی بر اساس سازوکار بیرون کشیده شدن ذرات $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار 1.2542 به‌منظور تخمین چقرمگی و استحکام*

سید ابراهیم وحدت[۱]   سعید ناطق[۲]   شمس الدین میردامادی تهرانی[۳]

چکیده

با استفاده از روش‌هایی که برای تخمین استحکام و چقرمگی مواد مرکب ذره‌ای به‌کار می‌رود، سعی و خطا در طرّاحی آن‌ها را کاهش می‌یابد. در استحکام و چقرمگی این مواد، استحکام فصل مشترک ذرات تقویت کننده با زمینه و سطح مؤثر ذرات بیرون کشیده شده، بسیار مؤثرند. در این تحقیق، با ارائه‌ی مدلی، استحکام فصل مشترک ذرات تقویت کننده با زمینه و چقرمگی و استحکام تخمین زده شده است. به‌طور خاص، مقادیر این کمیّت‌ها برای ماده‌ی مرکبی حاوی ذرات تقویت کننده‌ی $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار 1.2542، محاسبه شد. نتایج نشان دادند که سهم سازوکار بیرون کشیده شدن ذرات $M_{23}C_6$ در افزایش چقرمگی، از ۰/۰۰۳ تا ۰/۰۰۷ درصد و سهم آن در افزایش استحکام، ۹/۳ درصد است.

واژه‌های کلیدی استحکام فصل مشترک، تعداد نسبی ذرات، طراحی مواد مرکب.

A Model Based on Pull-out Mechanism of $M_{23}C_6$ Particles in the Matrix of 1.2542 Tool Steel for Estimation of Toughness and Strength

S. E. Vahdat   S. Nategh   S. Mirdamadi Tehrani

Abstract

The use of methods employed for estimating the strength and toughness of composites reduces the trial-and-error in their design. The strength of interface between reinforcement and matrix and the effective surface of pulled-out particles have great influences on toughness and strength of these composites. In this study, a model was proposed to estimate the interface strength and matrix strength of the composite and their effects on the toughness and strength were investigated. In addition, the strength of interface and its influence on increasing the toughness and strength were examined for a composite sample containing $M_{23}C_6$ particles as the reinforcement component within the matrix of 1.2542 tool steel.

Key Word Design of composite, Particles population density, Strength of interface.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/٤/۲۹ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۱۲/۳ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، دانشکده مهندسی، واحد آیت‌الله آملی، دانشگاه آزاد اسلامی، آمل

(۲) دانشکده مهندسی مواد، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران

(۳) دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

مقدمه

فولادهای ابزار، برای شکل‌دهی مواد مختلف استفاده می‌شوند. این فولادها با کارآیی بالا، دارای استحکام ، سختی، مقاومت به سایش و چقرمگی بالا و قیمت مناسب هستند. به‌طور کلی، سختی و استحکام با چقرمگی رابطه‌ی عکس دارد و این، کاربرد فولادهای ابزار را محدود می‌کند. برای غلبه بر این مشکل، مهندسان به تولید مواد مرکب با تقویت کننده‌های سخت و مقاوم به سایش، رو آورده‌اند. عواملی مانند استحکام مناسب برای فصل مشترک بین تقویت کننده و زمینه، تولید موفقیّت‌آمیز این مواد را با مشکل مواجه نموده است. افزون بر این، رسیدن به یکنواختی خواص در این نوع مواد، مستلزم استفاده از تقویت کننده‌های بسیار ریز (کم‌تر از یک میکرون) و کاملاً پراکنده می‌باشد که این، مشکلاتی نظیر خوشه‌ای شدن تقویت کننده را در بر دارد [1]. این در حالی است که انجام عملیّات بسیار زیر صفر (deep cryogenic treatment) بر روی فولادهای ابزار AISI M2 و AISI H13، خواص سایشی و مکانیکی آن‌ها را بهبود می‌دهد، به‌نحوی که نسبت به عملیّات حرارتی مرسوم، ۵۰ درصد ارزان‌تر شده‌اند [2]. افزون بر این، مشابه رفتار مواد مرکب، تصویر بیرون کشیده شدن ذرات $M_{23}C_6$ از زمینه‌ی فولاد ابزار 45WCrV7 [3]، و AISI D2 [4]، پس از عملیّات بسیار زیر صفر و تصویر خُرد شدن ذرات M_7C_3 در زمینه‌ی فولاد ابزار AISI D2 [4]، مشاهده شده است. در همین راستا، مشاهده شده است که در نمودار نیرو- تغییر مکان (F-ΔL) برای فولاد ابزار 45WCrV7 پس از عملیات بسیار زیر صفر، بخش کش‌سان شامل چند شیب است [5]. بنابراین، می‌توان برای ایجاد رفتاری مشابه با مواد مرکب، عملیّات بسیار زیر صفر را برای فولاد ابزار استفاده کرد، به‌طوریکه می‌تواند منجر به بهبود خواص با در نظر گرفتن ملاحضات اقتصادی شود. این رفتار، ناشی از حضور ذرات تقویت کننده‌ی بسیار ریز و با توزیع پراکنده‌ی $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی نسبتاً نرم فولاد ابزار است، به‌طوریکه ذرات $M_{23}C_6$ به‌صورت درجا در عملیّات بسیار زیر صفر رسوب می‌کنند.

تمام محققان، افزایش سختی و مقاومت به سایش را با عملیّات بسیار زیر صفر گزارش کرده‌اند [10-4]. این در حالی است که برخی از آن‌ها کاهش چقرمگی [4,6,7]، و برخی دیگر، افزایش آن را [10-8 ,3,5]، گزارش کرده‌اند. دلیل این اختلاف رفتار را می‌توان به فعّال شدن سازوکار بیرون کشیده شدن ذرات $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی نسبتاً نرم فولاد ابزار نسبت داد. در شرایطی افزایش چقرمگی گزارش شده است که استحکام فصل مشترک تقویت کننده با زمینه مناسب و سطح مؤثر ذرات تقویت کننده زیاد بوده است. کاهش چقرمگی هم در حالتی گزارش شده است که استحکام فصل مشترک تقویت کننده با زمینه مناسب نبوده است، زیرا، در استحکام و چقرمگی این مواد، استحکام فصل مشترک تقویت کننده با زمینه و سطح مؤثر ذرات بیرون کشیده شده بسیار مؤثر هستند [11]. در نتیجه، دلیل این اختلاف‌ها در این حقیقت نهفته است که شرایط بهینه برای ایجاد استحکام مناسب فصل مشترک زمینه با تقویت کننده و سطح مؤثر نسبتاً زیاد برای تقویت کننده‌ی بیرون کشیده شده، به‌دست نیامده است. در این تحقیق، استحکام فصل مشترک ذرات تقویت کننده‌ی $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار 1.2542 مطالعه شده است، به‌گونه‌ای که روش و نتایج حاصل از آن، قابل تعمیم است. افزون بر این، در صورت فعّال شدن سازوکار بیرون کشیدن ذرات، سهم این سازوکار در افزایش چقرمگی و استحکام بررسی می‌شود.

با استفاده از روش‌هایی که برای تخمین استحکام و چقرمگی مواد مرکب به‌کار می روند، سعی و خطا در طراحی و تولید آزمایشی این مواد کاهش می‌یابد. مدل‌های زیادی برای تخمین استحکام و چقرمگی مواد مرکب زمینه فلزی با ذرات تقویت کننده ارائه شده‌اند. به‌طور مثال، برای ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی آلومینیم تقویت شده با ۱۰ و ۲۰ درصد حجمی آلومینا در شرایط مشابه، نسبت چقرمگی با استحکام شکست با

فاصله‌ی بین ذرات متناسب گزارش شده است [12]. این، به‌آن معنی است که در یک ماده‌ی مرکب معین با فصل مشترک مشابه که کسر حجمی ذرات ثابت است، هر چه ذرات ریزتر شوند، فاصله‌ی بین آن‌ها کم‌تر می‌شود و به‌این ترتیب، نسبت چقرمگی به استحکام شکست کم‌تر می‌شود. ناردون و پریوو، با ارائه‌ی مدل بهبود یافته‌ی اختلاف برش (shear lag)، استحکام مواد مرکب با ذرات تقویت کننده را تخمین زده‌اند [13]. شِن و همکاران، با استفاده از روش المان محدود برای مواد مرکب با ذرات تقویت کننده نشان داده‌اند که شکل ذرات تأثیر زیادی بر استحکام کششی دارد. ااستحکام ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی آلومینیم–مس پیرسخت شده حاوی ۲۰ درصد حجمی تقویت کننده ذره‌ای با شکل‌های استوانه، کره، استوانه‌ی ناقص و دو سر مخروط، به‌ترتیب کاهش می‌یابد [14]. از طرف دیگر، خوشه‌ای شدن ذرات در استحکام‌بخشی غیرمستقیم ماده‌ی مرکب مؤثر است. برای مثال، در ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی A356 و ۱۵ درصد حجمی ذرات تقویت کننده‌ی کاربید سیلیسیم، چقرمگی با بیش‌تر شدن خوشه‌ای شدن، کاهش می‌یابد [15]. در مدل هان و رُزن‌فیلد، چقرمگی شکست رابطه‌ی مستقیمی با اندازه‌ی ذرات، مدول یانگ و استحکام تسلیم ماده‌ی مرکب و رابطه‌ی عکس با درصد حجمی ذرات دارد [16]. در مدل گرت و نات، چقرمگی شکست رابطه‌ی مستقیمی با توان کارسختی، مدول یانگ و استحکام تسلیم ماده‌ی مرکب دارد [16].

مدل‌های فوق‌الذکر [16-12]، مبتنی بر ریزساختار نیستند، یعنی در این مدل‌ها، اثر تعداد نسبی ذرات و استحکام فصل مشترک بر انتقال بار در نظر گرفته نمی‌شود. بنابراین در این تحقیق، استحکام فصل مشترک بین ذارت تقویت کننده و زمینه و سطح مؤثر ذرات بیرون کشید شده، متغیرهای تحقیق هستند. در صورت تعیین استحکام فصل مشترک تقویت کننده با زمینه در شرایط عملیّاتی مشخص و با کنترل تعداد نسبی ذرات، اندازه و مقدار تقویت کننده، استحکام و چقرمگی دلخواه را می‌توان طراحی کرد.

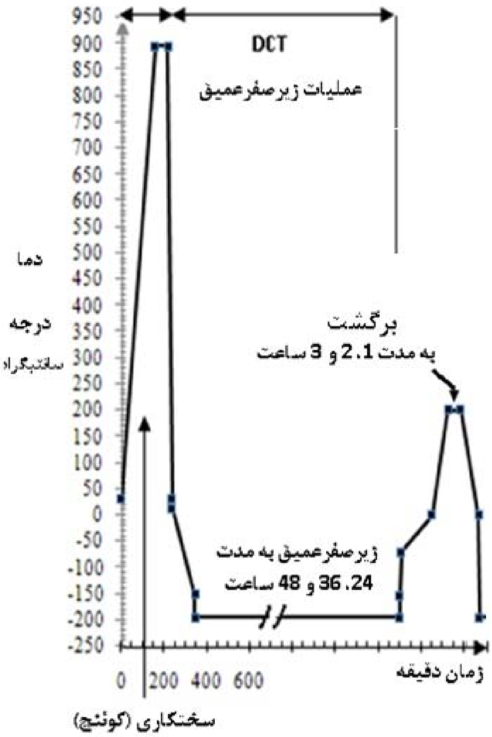
مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، از فولاد ابزار 1.2542 برای محاسبه‌ی استحکام فصل مشترک ذرات تقویت کننده‌ی $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار استفاده شد. فولاد ابزار 1.2542، عمدتاً برای ساخت تیغه‌ی برش ورق‌های ضخیم و به‌عنوان سنبه‌ی قالب برش به‌کار می‌رود. محدوده دمای کاری این فولاد، با دمای کاری فولادهای ابزار گرم‌کار و سردکار هم پوشانی دارد و بنابراین، جزو هر دو دسته محسوب می‌شود و این، اهمیّت کاربردی آن را مضاعف می‌کند. در حال حاضر، فولاد ابزار 1.2542 در ایران تولید می‌شود. به‌همین دلیل‌ها، ارائه‌ی مدلی برای طراحی چقرمگی و استحکام فولاد ابزار 1.2542 در شرایط بارگزاری ضربه‌ای، از نظر کاربردی اهمیّت پیدا می‌کند. ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه، در جدول (۱) آورده شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد ابزار 1.2542

(%)	عنصر	(%)	عنصر	(%)	عنصر
0.0250	S	0.1280	Ni	0.4800	C
1.1200	Cr	0.0148	V	0.9950	Si
Rest	Fe	0.0567	P	0.0281	Mo
		1.5700	W	0.3360	Mn

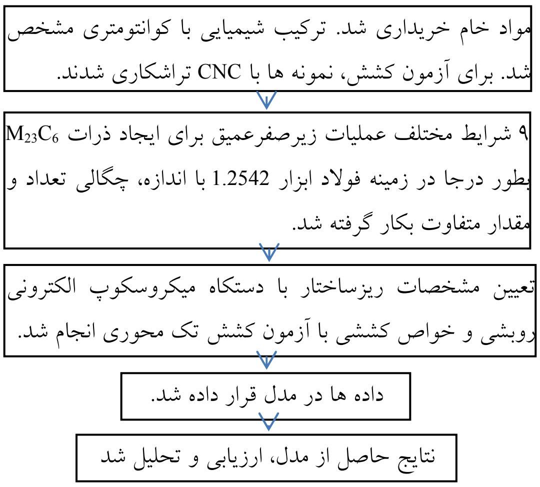
در این تحقیق، نمونه‌های آزمون به‌شکل خاصی کدگذاری شده‌اند. دو رقم اوّل، نمایانگر مدّت زمان نگه‌داری در دمای بسیار زیر صفر (-196 ºC) و رقم آخر نمایانگر مدّت زمان بازگشت در دمای 200 ºC است. به‌عنوان مثال، نمونه‌ی با کد ۳٦۱، یعنی ۳٦ ساعت در دمای بسیار زیر صفر (-196 ºC) نگه‌داری شده و ۱ ساعت در دمای 200 ºC بازگشت یافته است. مشخصّات چرخه‌ی عملیّات حرارتی، در شکل (۱) آورده شده است.



شکل ۱ مشخصّات چرخه‌ی عملیّات حرارتی

برای محاسبه‌ی استحکام فصل مشترک، ۹ دسته نمونه که هر دسته شامل ۳ نمونه بود، استفاده شد تا برای نتیجه‌گیری و بحث مطلوب، داده های کافی در دسترس باشد. برای تعیین مشخصّات ساختاری، از نمونه‌های استوانه‌ای شکل به‌قطر ۱۲ و طول ۱۵ میلی‌متر استفاده شد. برای تهیّه‌ی تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی (SEM)، از دستگاه TESCAN MIRA II به‌همراه دستگاه طیف‌سنج تفکیک انرژی (EDS) استفاده شد. برای تحلیل فازی تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی، از نرم‌افزار متالوگرافی OLYSIA m3 که برای 2048×1536 پیکسل کالیبره شده بود، استفاده شد. برای هر محاسبه‌ی فازی، حداقل از ۵ تصویر میکروسکُپ الکترونی روبشی با بزرگ‌نمایی $۱۰^{۴}$ برابر از یک منطقه استفاده شد و میانگین داده ها گزارش شدند.

نمونه‌های آزمون کشش، مطابق با استاندارد BS EN 10002-1 [17]، به‌قطر (d) ۵ میلی‌متر، طول سنجه‌ی (L) ۲۵ میلی‌متر و طول کل (L_t) ۱۵ سانتی‌متر تهیّه شدند. آزمون کشش، با نرخ کرنش ۰/۰۰۱٦٦ بر ثانیه انجام شد. قبل از انجام عملیّات بسیار زیرصفر، نمونه‌های آزمون تراش‌کاری شدند. مراحل انجام کار، در شکل (۲) آورده شده است.

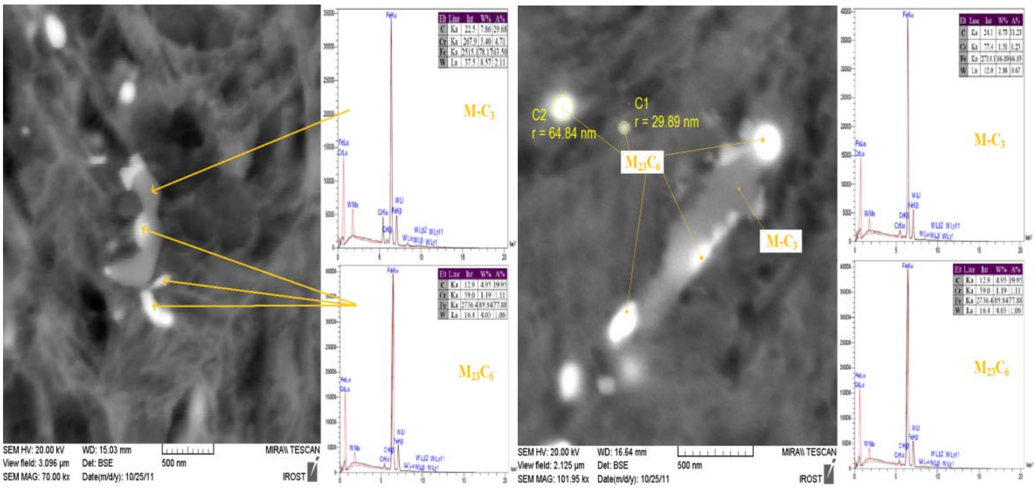


شکل ۲ مراحل انجام کار برای محاسبه‌ی استحکام فصل مشترک ذرات $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار 1.2542 و تعیین سهم سازوکار بیرون کشیدن ذرات $M_{23}C_6$ در افزایش چقرمگی و استحکام

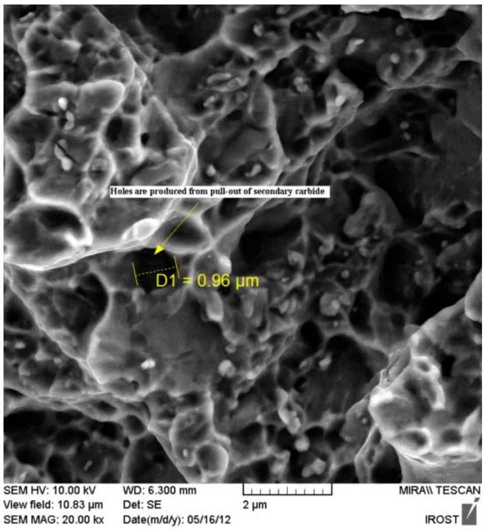
نتایج و بحث

در شکل (۳)، تصویری از نوع، اندازه و شکل کاربید به‌همراه نتیجه‌ی آزمون تفکیک انرژی فازها نشان داده شده است. در تصویر سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش در شکل (٤)، وجود حفره‌هایی با اندازه‌ی کم‌تر از یک میکرون، دلیلی بر بیرون کشیده شدن ذرات کاربید به‌همین میزان است.

نتایج بررسی‌های ریزساختاری و آزمون کشش، به‌ترتیب در جدول‌های (۲) و (۳) آورده شده‌اند.



شکل ۳ نوع، شکل و اندازه‌ی کاربید (تصویرها حاصل از الکترون برگشتی هستند).



شکل ٤ تصویر سطح شکست نمونه‌ی آزمون کشش پس از قرارگیری شستشوی مافوق صوت (تصویرها حاصل از الکترون ثانویه هستند).

جدول ۲ مقدار، اندازه‌ی متوسط و تعداد نسبی ذرات M_7C_3 و $M_{23}C_6$ برای فولاد ابزار مورد مطالعه

کد نمونه	مقدار M_7C_3	مقدار $M_{23}C_6$	طول میانگین M_7C_3	قطر میانگین $M_{23}C_6$	تعداد نسبی M_7C_3	تعداد نسبی $M_{23}C_6$
241	0.42 V%	2.18 V%	0.5 (0.3to1) µm	0.22 (0.065to0.5) µm	62000 mm^{-2}	660000 mm^{-2}
242	0.47 V%	2.42 V%	0.55 (0.3to1) µm	0.23 (0.065to0.5) µm	65000 mm^{-2}	630000 mm^{-2}
243	0.37 V%	3.73 V%	0.7 (0.6to0.9) µm	0.28 (0.065to0.7) µm	60000 mm^{-2}	600000 mm^{-2}
361	0.57 V%	4.69 V%	0.65 (0.5to0.8) µm	0.30 (0.065to1) µm	64000 mm^{-2}	894000 mm^{-2}
362	0.60 V%	6.92 V%	0.7 (0.4to1.7) µm	0.35 (0.065to0.7) µm	63000 mm^{-2}	750000 mm^{-2}
363	0.34 V%	8.91 V%	0.7 (0.4to1.5) µm	0.40 (0.065to0.6) µm	62000 mm^{-2}	726000 mm^{-2}
481	0.35 V%	10.04 V%	0.7 (0.3to1.4) µm	0.24 (0.065to0.7) µm	65000 mm^{-2}	707000 mm^{-2}
482	0.25 V%	12.66 V%	0.7 (0.4to1.4) µm	0.5 (0.065to1) µm	62000 mm^{-2}	650000 mm^{-2}
483	0.24 V%	12.87 V%	0.7 (0.4to2) µm	0.52 (0.065to1) µm	65000 mm^{-2}	620000 mm^{-2}

جدول ۳ نتایج آزمون کشش در دمای اتاق برای فولاد ابزار مورد مطالعه

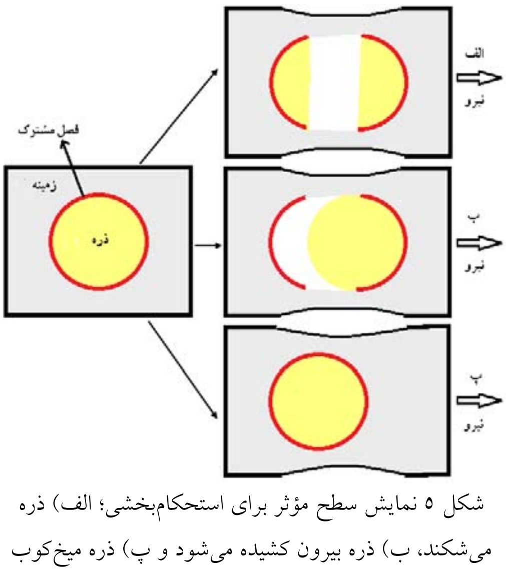
کد نمونه	استحکام تسلیم	6^{M}_{UTS}	ΔL^{co}	چقرمگی $(MJ/m^3) = 2/3\times 6^{M}_{UTS} \times \Delta L^{co}/L_0 \times 100$ [18]
241	2007±15MPa	2279±21MPa	2.4±0.37mm	72.2
242	2019±23MPa	2265±31MPa	1±0.5mm	30.2
243	1869±49MPa	2137±53MPa	3±0.75mm	85.5
361	1990±50MPa	2268±65MPa	3.5±0.75mm	105.9
362	1945±50MPa	2201±65MPa	2.5±0.75mm	73.4
363	2003±50MPa	2245±65MPa	2.5±0.75mm	74.8
481	1972±44MPa	2244±64MPa	3.1±0.15mm	92.8
482	1943±50MPa	2206±65MPa	3.8±0.75mm	110.3
483	1996±18MPa	2249±28MPa	3.1±0.4mm	93.0

جدول ٤ معرفی علامت‌های اختصاری در تئوری به‌کار رفته در این تحقیق

علامت متغیر	متغیر	علامت متغیر	متغیر	علامت متغیر	متغیر
6^{co}_{UTS}	استحکام کششی ماده‌ی مرکب	A^{M}_{ef}	سطح مؤثر زمینه	e_f	کرنش شکست
A^{CO}	سطح ماده‌ی مرکب	Population density	تعداد نسبی ذره PD	6^{P}_{po}	استحکام فصل مشترک
6^{P}_{UTS}	استحکام کششی ذره	R	شعاع ذره	A^{P}_{po}	سطح مؤثر فصل مشترک
A^{P}_{ef}	سطح مؤثر ذره	U_T or toughness	چقرمگی	L	طول الیاف
6^{M}_{UTS}	استحکام کششی زمینه	ΔL^{CO}	ازدیاد طول ماده‌ی مرکب		

تئوری مدل

در جدول (٤)، علامت‌های اختصاری به‌کار رفته در مدل معرفی شده‌اند. برای ارائه‌ی یک مدل برای استحکام و چقرمگی ماده‌ی مرکب با ذرات تقویت کننده که در آن، سازوکار بیرون کشیدن ذرات حاکم است (شکل (٥-الف))، اگر ذرات بشکنند، بیش‌ترین سطح مؤثر برابر با سطحی از ذره است که از قطر می‌گذرد. این سطح برای ذره‌ی کروی، با مساحت دایره برابر است. مطابق با شکل (٥- ب)، اگر ذرات از درون زمینه بیرون کشیده شوند (بدون شکست)، سطح مؤثر ذره با محیط آن برابر است. این سطح برای ذره‌ی کروی، با سطح یک کره برابر است. این به‌معنی آن است که وقتی سازوکار بیرون کشیدن ذرات حاکم است، سطح مؤثر ذرات برای استحکام‌بخشی افزایش می‌یابد، زیرا برای هر ذره‌ی کروی، مساحت دایره (πr^2) از سطح کره $(4\pi r^2)$ کوچک‌تر است (r شعاع ذره است). به‌این ترتیب، سه حالت ممکن است برای استحکام‌های زمینه، تقویت کننده و فصل مشترک آن‌ها رخ دهد.



شکل ٥ نمایش سطح مؤثر برای استحکام‌بخشی؛ الف) ذره می‌شکند، ب) ذره بیرون کشیده می‌شود و پ) ذره میخ‌کوب می‌شود.

استحکام ذره از استحکام زمینه و فصل مشترک کم‌تر باشد (حالت الف). تنش در همه‌ی اجزای

ماده‌ی مرکب توزیع می‌شود. از آنجا که ذره استحکام کم‌تری دارد، ابتدا می‌شکند. وقتی که ذره شکست، فصل مشترک در استحکام‌بخشی ماده‌ی مرکب نقشی نخواهد داشت. پس از آن، زمینه مقاومت خواهد کرد تا ماده‌ی مرکب بشکند. بنابراین، استحکام ماده‌ی مرکب از معادله‌های (۱) تا (۳) به‌دست می‌آید:

$$\sigma^{co}_{UTS} \times A^{co} = (\sigma^{p}_{UTS} \times A^{p}_{ef}) + (\sigma^{M}_{UTS} \times A^{M}_{ef}) \quad (۱)$$

$$A^{p}_{ef} = PD \times \pi r^2 \quad (۲)$$

$$A^{co} = A^{p}_{ef} + A^{M}_{ef} \rightarrow A^{M}_{ef} = A^{co} - PD \times \pi r^2 \quad (۳)$$

با جای‌گذاری معادله‌های (۲) و (۳) در معادله‌ی (۱)، معادله‌ی (٤) به‌دست می‌آید:

$$\sigma^{co}_{UTS} \times A^{co} = (\sigma^{p}_{UTS} \times PD \times \pi r^2) + (\sigma^{M}_{UTS} \times (A^{co} - PD \times \pi r^2)) \quad (٤)$$

چقرمگی، انرژی مصرف شده در واحد حجم ماده حین شکست کششی است. از آنجا که ذرات سخت و شکننده‌اند، می‌توان از چقرمگی آن‌ها صرف‌نظر کرد. فصل مشترک هم نقشی در چقرمگی ندارد. بنابراین، چقرمگی کل ماده‌ی مرکب در شرایط "الف"، از معادله‌ی (۵) به‌دست می‌آید. اگر ΔL^{CO} برحسب متر و نیرو ($F^M = \sigma^M_{UTS} \times A^M_{ef}$) برحسب نیوتن باشد، چقرمگی بر حسب ژول بر متر مکعب خواهد بود.

$$U_T \equiv \sigma^{M}_{UTS} \times A^{M}_{ef} \times \Delta L^{co} = \sigma^{M}_{UTS} \times (A^{co} - PD \times \pi r^2) \times \Delta L^{co} \quad (۵)$$

در این‌حالت، مطابق با معادله‌ی (٦) [18]، چقرمگی دقیق‌تر قابل محاسبه است. در واحد حجم ماده‌ی مرکب، حجم زمینه با افزایش حجم ذرات کاهش می‌یابد و چون در معادله‌ی (٦) ، تنها چقرمگی زمینه در چقرمگی ماده‌ی مرکب مؤثر است، چقرمگی ماده‌ی مرکب نیز کاهش می‌یابد. بنابراین، نتیجه‌ای مشابه با معادله (۵) به‌دست خواهد آمد.

$$U_T(MJ/m^3) \approx 2/3 \times \sigma^{M}_{UTS} \times e_f^{co \text{ or } M} \quad (۶)$$

استحکام فصل مشترک از استحکام زمینه و ذره کم‌تر باشد (حالت ب). فصل مشترک استحکام کم‌تری دارد. بنابراین، تا زمانی‌که ذرات از زمینه بیرون کشیده شوند، زمینه به‌همراه سازوکار بیرون کشیدن ذرات، در استحکام‌بخشی نقش دارند. به‌این ترتیب، استحکام ماده‌ی مرکب از معادله‌های (۳)، (۷) و (۸) به‌دست می‌آید. وقتی‌که ذرات از زمینه بیرون کشیده می‌شوند، تنها زمینه مقاومت خواهد کرد تا این‌که ماده‌ی مرکب بشکند.

$$\sigma^{co}_{UTS} \times A^{co} = (\sigma^{p}_{PO} \times A^{p}_{PO}) + (\sigma^{M}_{UTS} \times A^{M}_{ef}) \quad (۷)$$

$$A^{p}_{PO} = PD \times 4\pi r^2 \quad (۸)$$

با جای‌گذاری معادله‌های (۳) و (۸) در معادله‌ی (۷)، معادله‌ی ساده شده‌ی (۹) به‌دست می‌آید:

$$\sigma^{co}_{UTS} \times A^{co} = (\sigma^{p}_{PO} \times PD \times 4\pi r^2) + (\sigma^{M}_{UTS} \times (A^{co} - PD \times \pi r^2)) \quad (۹)$$

مطابق با معادله‌ی (۱۰)، چقرمگی را می‌توان معادل با حاصل‌ضرب نیروی لازم برای تغییر شکل در طول پیموده شده در نظر گرفت. اگر نیرو بر حسب نیوتن ($Force = \sigma \times A$) و فاصله‌ی پیموده شده بر حسب متر باشد، واحد چقرمگی ژول بر متر مکعب می‌شود. باید توجه داشت که فاصله‌ی پیموده شده ($2\pi r$) با اندازی ذرات متناسب است. مطابق با جدول (۲)، اندازه‌ی ذرات بسیار کوچک (در محدوده‌ی ۰/۰٦۵ تا ۱ میکرون) و کم‌تر از ΔL^{CO} است.

$$U_T \equiv (\sigma^{p}_{po} \times A^{p}_{po} \times 2\pi r) + (\sigma^{M}_{UTS} \times A^{M}_{ef} \times \Delta L^{co}) \quad (۱۰)$$

با جای‌گذاری معادله‌های (۳) و (۸) در معادله‌ی (۱۰)، معادله‌ی ساده شده‌ی (۱۱) برای محاسبه‌ی چقرمگی به‌دست می‌آید:

$$U_T \equiv (\sigma^{p}_{po} \times PD \times 8\pi^2 r^3) + (\sigma^{M}_{UTS} \times (A^{co} - PD \times \pi r^2) \times \Delta L^{co}) \quad (۱۱)$$

استحکام زمینه از استحکام ذره و فصل مشترک کم‌تر باشد (حالت پ). زمینه استحکام کم‌تری دارد و در نتیجه، زمینه تغییر شکل می‌دهد. تا زمانی که تنش اعمالی به استحکام ذره یا فصل مشترک نرسد، زمینه به‌همراه ذرات غیرمتحرک (میخ‌کوب شده در زمینه) تغییر شکل می‌دهد. بنابراین، سطح مؤثر همان سطح زمینه است. به‌این ترتیب، استحکام ماده‌ی مرکب از معادله‌ی (۱۲) به‌دست می‌آید:

$$\sigma^{co}_{UTS} \times A^{co} = \sigma^{M}_{UTS} \times A^{M}_{ef} \qquad (۱۲)$$

با جای‌گذاری معادله‌ی (۳) در معادله‌ی (۱۲)، معادله‌ی ساده شده‌ی (۱۳) به‌دست می‌آید:

$$\sigma^{co}_{UTS} \times A^{co} = \sigma^{M}_{UTS} \times (A^{co} - PD \times \pi r^2) \qquad (۱۳)$$

به‌این ترتیب و با توجه به مطالب در نظر گرفته شده در این حالت، چقرمگی از معادله‌ی (۱٤) به‌دست می‌آید:

$$U_T \equiv \sigma^{M}_{UTS} \times A^{M}_{ef} \times \Delta L^{co} \qquad (۱٤)$$

با ترکیب معادله‌های (۳)، (۱۳) و (۱٤)، معادله‌ی ساده شده‌ی (۱۵) برای محاسبه چقرمگی به دست می‌آید:

$$U_T \equiv \sigma^{M}_{UTS} \times (A^{co} - PD \times \pi r^2) \times \Delta L^{co} = \sigma^{CO}_{UTS} \times A^{co} \times \Delta L^{co} \qquad (۱۵)$$

با استفاده از داده‌های موجود در جدول (۳) و مقایسه‌ی معادله‌های (۵) و (۱۵) با معادله‌ی (٦)، ضریب تساوی برای معادله‌های (۵) و (۱۵)، برابر با ۱۳/۳۳۳۳ محاسبه می‌شود.

تحلیل تئوری. در حالت "الف"، چون استحکام ذره از زمینه کم‌تر است، مطابق با معادله‌ی (٤)، با افزایش تعداد نسبی ذرات، استحکام کاهش می‌یابد. از طرف دیگر، مطابق با معادله‌ی (۵)، با افزایش تعداد نسبی ذرات، سطح مؤثر زمینه کاهش می‌یابد و در نتیجه، چقرمگی ماده‌ی مرکب کاهش می‌یابد. در حالت "پ" نیز مطابق با معادله‌ی (۱۳)، با افزایش تعداد نسبی ذرات، استحکام کاهش می‌یابد. از طرف دیگر، مطابق با معادله‌ی (۱۵)، با افزایش تعداد نسبی ذرات، سطح مؤثر زمینه کاهش می‌یابد و در نتیجه، چقرمگی ماده‌ی مرکب کاهش می‌یابد. بنابراین، حالت‌های "الف" و "پ" به‌طور هم‌زمان منجر به کاهش استحکام و چقرمگی می‌شوند. بنابراین، این حالت‌ها برای کاربردهای مهندسی مناسب نیستند.

در شرایط یکسان، چقرمگی مواد مرکب در حالت "ب" از چقرمگی مواد مرکب در حالت‌های "الف" و "پ" به‌اندازه‌ی جمله‌ی اوّل معادله‌ی (۱۰) (یعنی $\sigma^{P}_{PO} \times A^{P}_{PO} \times 2\pi r$) بیش‌تر است. این اختلاف، با افزایش سطح مؤثر ذرات بیرون کشیده شده (یا سطح مؤثر فصل مشترک (A^{P}_{PO}) و افزایش استحکام فصل مشترک (σ^{P}_{PO}) ، افزایش می‌یابد. به‌همین دلیل، ضریب تساوی برای معادله‌ی (۱۱) از ضریب تساوی برای معادله‌های (۵) و (۱۵) بزرگ‌تر است.

با استفاده از داده‌های ارائه شده در جدول‌های (۲) و (۳) و مقایسه‌ی معادله‌های (۱۱) و (٦)، ضریب تساوی برای معادله‌ی (۱۱) با تقریب خوبی (خطای ۰/۰۰۰۲۵ درصد) برابر با ۱٤/۷ محاسبه می‌شود. جمله‌ی اوّل در معادله‌ی (۱۱) ($\sigma^{p}_{po} \times PD \times 8\pi^2 r^3$) ، سهم سازوکار بیرون کشیدن ذرات تقویت کننده در افزایش چقرمگی است و جمله‌ی اوّل در معادله‌ی (۹) ($\sigma^{p}_{PO} \times PD \times 4\pi r^2$) ، سهم سازوکار بیرون کشیدن ذرات تقویت کننده در افزایش استحکام است.

ذرات M_7C_3 خرد می‌شوند، امّا ذرات $M_{23}C_6$ بیرون کشیده می‌شوند [4]. بنابراین، از اثر ذرات M_7C_3 در محاسبهی چقرمگی و استحکام بر اساس سازوکار بیرون کشیدن، صرف‌نظر می‌شود. افزون بر این، کسر حجمی ذرات $M_{23}C_6$ بسیار بیش‌تر از ذرات M_7C_3 است. به‌عبارت دیگر، حالت‌های "الف" و "پ" رخ نمی‌دهند. در حالت "ب"، چهار عامل در افزایش استحکام و چقرمگی ماده‌ی مرکب مورد مطالعه نقش دارند. این چهار عامل عبارتند از استحکام زمینه، استحکام فصل مشترک، سطح زمینه و سطح فصل مشترک.

میزان سطح بیرون کشیده شده که در استحکام‌بخشی نقش دارد، برای ذرات $M_{23}C_6$ با

استفاده از معادله‌ی (۸)، به‌ازای یک متر مربع از سطح ماده‌ی مرکب ($A^{CO}=1m^2$) محاسبه و نتیجه، در جدول (۵) آورده شده است. سطح مؤثر زمینه، از تفاضل سطح ماده‌ی مرکب (۱ متر مربع) و سطح کل ذرات (معادله‌ی (۳)) به‌دست آمد و نتیجه، در جدول (۵) آمده است. به‌این ترتیب، دو عامل از چهار عامل فوق‌اذکر تعیین شدند. با استفاده از داده‌های موجود در جدول‌های (۲) و (۳) برای حالت "ب"، معادله‌های (۹) و (۱۱) در یک دستگاه دو معادله و دو مجهول حل شدند و دو عامل دیگر، یعنی استحکام زمینه (σ^{M}_{UTS}) و استحکام فصل مشترک (σ^{p}_{PO})، مطابق با معادله‌های (۱۶) و (۱۷) تعیین شدند. مقادیر آن‌ها، در جدول (۵) آورده شده است.

$$\sigma^{p}_{PO}=[\sigma^{CO}_{UTS}-\sigma^{M}_{UTS}\times(1-PD\times\pi r^2)]/[PD\times 4\pi r^2] \quad (۱۶)$$

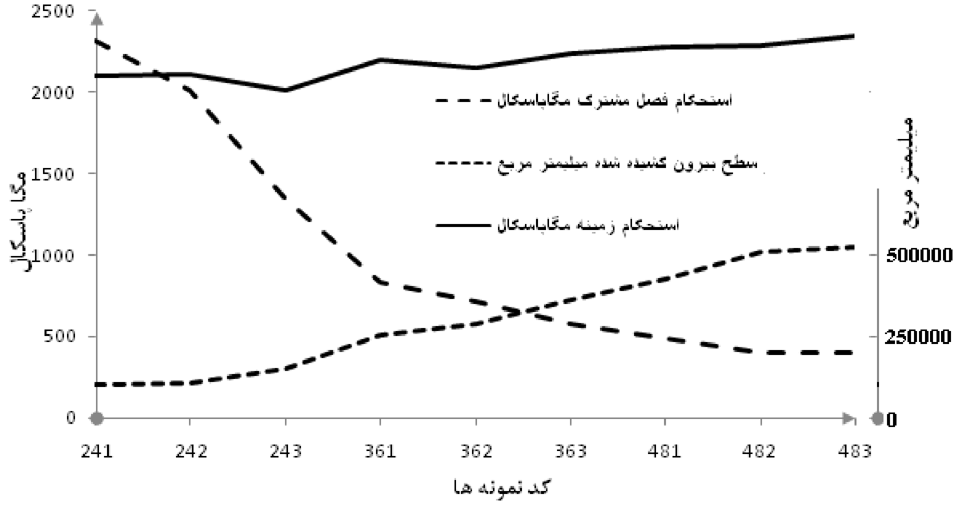
$$\sigma^{M}_{UTS} = [\,(U_T/14.7) - (2\pi r \times \sigma^{CO}_{UTS})\,] / [\,(\Delta L^{CO} - 2\pi r) \times (1 - PD \times \pi r^2)\,] \quad (۱۷)$$

سهم عددی سازوکار بیرون کشیدن ذرات $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار 1.2542 در افزایش چقرمگی (جمله‌ی اوّل در معادله‌ی (۱۱))، محاسبه شد و نتیجه که مقداری ناچیز است، در جدول (۵) آمده است.

ذرات تقویت کننده، سطح مؤثر کوچکی ($PD\times4\pi r^2\times2\pi r$) برای چقرمگی دارند، حال آن‌که الیاف تقویت کننده سطح مؤثر بسیار بزرگ‌تری ($PD\times2\pi r\times L/2\times L/2$) برای چقرمگی دارند. به‌طور مثال، در شرایط مشابه، اگر طول الیاف حداقل ۳۰۰ برابر شعاع آن‌ها باشد ($L=300r$)، سطح مؤثر برای چقرمگی، حداقل ۱۸۰۰ ($\approx300^2/16\pi$) برابر خواهد شد. امّا، سهم سازوکار بیرون کشیده شدن ذرات $M_{23}C_6$ در زمینه‌ی فولاد ابزار 1.2542 در افزایش استحکام (جمله‌ی اوّل در معادله‌ی (۹))، مطابق با داده‌های جدول (۵)، قابل‌توجه و برابر با ۹/۳ درصد می‌باشد.

جدول ۵ سطح بیرون کشیده شده، سطح زمینه، استحکام زمینه، استحکام فصل مشترک و سهم سازوکار بیرون کشیدن ذرات در افزایش استحکام و چقرمگی

کد نمونه	سطح مؤثر فصل مشترک (A^{p}_{PO} mm^2)	سطح موثر زمینه (A^{M}_{ef} mm^2)	استحکام زمینه	استحکام فصل مشترک	سهم افزایش چقرمگی ناشی از بیرون کشیده شدن ذرات، یعنی جمله‌ی اوّل در معادله‌ی (۱۱) ($\sigma^{p}_{po}\times PD\times 8\pi^2 r^3$)	سهم افزایش استحکام ناشی از بیرون کشیده شدن ذرات، یعنی جمله‌ی اوّل در معادله‌ی (۹) ($\sigma^{p}_{PO}\times PD\times 4\pi r^2$)
241	100304	974924	2099	2317	--------------	--------------
242	104647	973838	2109	2012	2238J (0.007%)	211MPa (9.3%)
243	147706	963074	2012	1344	2570J (0.003%)	199MPa (9.3%)
361	252644	936839	2195	834	2922J (0.003%)	211MPa (9.3%)
362	288488	927878	2151	709	3309J (0.005%)	205MPa (9.3%)
363	364742	908814	2240	572	3857J (0.005%)	209MPa (9.3%)
481	429788	892553	2280	485	4241J (0.005%)	209MPa (9.3%)
482	510250	872438	2293	402	4738J (0.004%)	205MPa (9.3%)
483	526415	868396	2349	397	5024J (0.005%)	209MPa (9.3%)



شکل ٦ مقایسه‌ی سطح بیرون کشیده شده، استحکام زمینه و استحکام فصل مشترک برای ۹ نمونه‌ی مختلف.

در شکل (٦)، در همه‌ی نمونه‌ها به‌جز نمونه‌ی ۲٤۱، استحکام فصل مشترک از استحکام زمینه کم‌تر است. این وضعیّت، شرایط را برای بیرون کشیدن ذرات فراهم می‌کند. و این، با فرض اولیّه که در حالت "ب" حاکم است، مطابقت دارد. از طرف دیگر، با افزایش زمان عملیّات بسیار زیرصفر یا زمان بازگشت، استحکام فصل مشترک رو به کاهش می‌رود، زیرا، با افزایش زمان عملیّات بسیار زیرصفر یا بازگشت، مطابق با داده‌های جدول (۳)، اندازه‌ی ذرات $M_{23}C_6$ بزرگ می‌شود و با بزرگ شدن ذره، از پیوستگی فصل مشترک کاسته می‌شود و در نهایت، با کاهش پیوستگی، استحکام فصل مشترک کاهش می‌یابد.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، مدلی برای طراحی چقرمگی و استحکام مواد مرکب بر اساس سازوکار بیرون کشیدن ذرات تقویت کننده ارائه شد. این مدل، برای ۹ دسته نمونه از فولاد ابزار 1.2542 با ذرات تقویت کننده‌ی $M_{23}C_6$ که در عملیّات بسیار زیرصفر به‌طور درجا رسوب کرده‌اند، به‌کار رفت. با در نظر گرفتن قطر میانگین ذرات کروی، نتیجه این شد که در اغلب نمونه‌ها (به‌جز نمونه‌ی ۲٤۱)، استحکام فصل مشترک (از ۲۰۱۲ تا ۳۹۷ مگاپاسکال) کم‌تر از استحکام زمینه (از ۲۰۱۲ تا ۲۳٤۹ مگاپاسکال) و تقویت کننده است. بنابراین، شرایط برای فعّال شدن سازوکار بیرون کشیدن تقویت کننده فراهم بود. افزون بر این، برای فولاد ابزار 1.2542 مورد مطالعه، سهم سازوکار بیرون کشیده شدن ذرات $M_{23}C_6$ در افزایش چقرمگی ناچیز بود (از ۰/۰۰۳ تا ۰/۰۰۷ درصد)، امّا سهم آن در افزایش استحکام، قابل‌توجه (۹/۳ درصد) بود.

مراجع

1. Cory, A., Smith, "Discontinuous reinforcement for MMC", Scott, D., Henry and Charles, Moosbrugger, editors, ASM handbook Vol. 21, Ohio, pp. 131, (2000).
2. Mohan, Lal D., Renganarayanan, S., Kalanidhi, S., "Cryogenic treatment to augment wear resistance

of tool and die steels", *Cryogenics*, Vol. 41, pp. 149-155, (2001).

3. Vahdat, S.E., Nategh, S., Mirdamadi, S., "Microstructure and Tensile Properties of 45WCrV7 tool steel after Deep Cryogenic Treatment", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 585, pp. 444-454, (2013).
4. Das, D., Ray, K.K., "Structure-property correlation of sub-zero treated AISI D2 steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 541, pp. 45-60, (2012).
5. Vahdat, S.E., "Effect of deep cryogenic processing on tensile toughness of 45WCrV7 steel", *International Journal of Steel Structures,* Vol. 14, Issue 3, pp. 571-578, (2014).
6. Zhirafar, S., Rezaeian, A., Pugh, M., "Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel", *Journal of Materials Processing Technology,* Vol. 186, pp. 298-303, (2007).
7. Leskovsek, V., Kalin, M., Vizintin, J., "Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS", *Vacuum*, Vol. 80, pp. 507-518, (2006).
8. Hong-xiao, C.H.I., Dang-shen, M.A., Qi-long, Y., Li-zhi, W.U., Zhan-pu, Z., Yong-wei, W., "Effect of cryogenic Treatment on Properties of Cr8-Type Cold Work Die Steel", *International Journal of Iron and Steel Research,* Vol. 17, pp. 43-46, (2010).
9. Koneshlou, M., Asl, K.M., Khomamizadeh, F., "Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel", *Cryogenics*, Vol. 51, pp. 55-61, (2011).
10. He, Y., Yang, K., Qu, W., Kong, F., Su, G., "Strengthening and toughening of a 2800-MPa grade maraging steel", *Material Letters*, Vol. 56, pp. 763-769, (2002).
11. Arsenault, R.J., Fishman, S., Taya, M., "Deformation and fracture behavior of metal-ceramic matrix composite materials", *Progress in Materials Science*, Vol. 38, pp. 1-157, (1994).
12. Chawla, N., Allison, J.E., "Fatigue of Particle Reinforced Materials", K.H.J.B., Robert, W.C., Merton, C.F., Bernard, I., Edward, J.K., Subhash, M., et al., editors, Oxford, pp. 2967-2671, (2001).
13. Nardone, V.C., Prewo, K.M., "On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites", *Scripta Metallurgica*, Vol 20, pp. 43-8, (1986).
14. Shen, Y.L., Fishencord, E., Chawla, N., "Correlating macrohardness and tensile behavior in discontinuously reinforced metal matrix composites", Scripta Materialia, Vol. 42, pp. 427-32, (2000).
15. Lioyd, D.J., "Intrinsic and extrinsic fracture mechanisms in inorganic composite systems", Lewandowski, J.J., Hunt, W.H., editors, Warrendale, pp. 39-47, (1995).
16. Bhaskar, S., Majumdar, S., "Engineering mechanics and analysis of Metal Matrix Composite", Scott, D., Henry, Charles, Moosbrugger, editors, ASM handbook Volume 21, Ohio, pp. 975, (2000).
17. BS EN 10002-1, Metallic Materials tensile testing, part 1: Method of test at ambient temperature,

British Standards Institution, (2000).

18. Dieter, G.E., "Mechanical Behavior under tensile and compressive loads", Kuhn, H., Medlin, D., editors, ASM Handbook, Vol. 8, Ohio, pp. 100-103, (2000).